پیش‌بینی تحولات نانوساختاری و استحکام تسلیم لایه‌ها با استفاده از ترکیب مدل سینتیکی نابجایی و میدان سرعت سینماتیکی در ماده‌ی مرکب لایه‌ای Al-Cu-Al در فرایند ECAE*

بهزاد طولمی‌نژاد(۱) علی کریمی طاهری(۲) محمد شاهمیری(۳) حسین عربی(۴)

چکیده

در این تحقیق، یک مدل ریاضی مبتنی بر معادله‌های Bezier برای ارائه‌ی یک میدان سرعت مجاز در تغییر شکل ماده‌ی مرکب لایه‌ای آلومینیم- مس- آلومینیم در فرایند حدیده‌کاری در شرایط کرنش صفحه‌ای با کانال‌های زاویه‌دار هم‌سان (ECAE) پیشنهاد شده است. با استفاده از ضریب ثابت تیلَر، میدان‌های کرنش و نرخ کرنش بر اساس خطوط جریان و مدل ریزساختاری اصلاح شده‌ی ETMB برای تحولات نانوساختاری لایه‌های آلومینیم و مس پیش‌بینی شده است. نتایج به‌دست آمده نشان دادند که اندازه‌ی سلول‌های نابجایی تشکیل شده در لایه‌ی مسی از لایه‌ی آلومینیمی، به‌ویژه در محل نزدیکی لایه‌ی آلومینیم به انحنای خارجی قالب و در حالت به‌کارگیری قالب با زاویه‌ی انحنای کم‌تر، کوچک‌تر است. افزون بر این، نتایج به‌دست آمده از مدل مربوط به گذرهای مختلف فرایند ECAE هم‌خوانی مناسبی با نتایج بررسی‌های ریزساختاری و بافت که از مطالعات TEM و EBSD به‌دست آمدند، داشت.

واژه‌های کلیدی چگالی نابجایی‌ها، خطوط جریان، آلومینیم- مس، ECAE ، ماده‌ی مرکب لایه‌ای، بافت.

A kinematical Dislocation Based Model and Admissible Velocity Field for Prediction of Nanostructural Changes and Mechanical Properties of Al-Cu-Al Laminated Composite During ECAE Process

B. Tolaminejad A. Karimi Taheri M. Shahmiri H. Arabi

Abstract

In this research, a mathematical model based on Bezier equations was developed in order to predict the admissible velocity field during the deformation of the aluminum-copper-aluminum laminated composite in a plane strain equal channel angular extrusion (ECAE) process. The strain and strain rate fields were evaluated using the fixed Taylor factor based on the proposed streamline and the modified ETMB microstructural model for the nanostructural changes in aluminum-copper layers. The results showed that the size of the dislocation cells formed in copper layer was smaller than that of the Al layer, especially when the aluminum layer was located adjacent to the outer corner angle and when a lower die angle was used. Furthermore, the results predicted by the model regarding the different passes of ECAE process were in good agreement with the results obtained from the microstructural and textural examinations performed using TEM and EBSD techniques.

Key Words Dislocations Density, Streamline, Aluminum-Copper, ECAE, Laminated Composite,Texture.

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۸/۱۰/۲۹ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۹/٤/۲۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) عهده دار مکاتبات: دانشجوی دکتری، دانشگاه علم و صنعت ایران
(۲) استاد، دانشکده مهندسی علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف
(۳) استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران
(۴) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

مواد نانوساختار با اندازه دانه‌ی کوچک‌تر از ۱۰۰ نانومتر در یک بعد، خواص فیزیکی و شیمیایی فوق العاده‌ای در مقایسه با مواد چندبلور درشت دانه دارند [1-3]. فرایند تغییر شکل موم‌سان شدید (SPD) روشی بالا به پایین است که برای ساخت مطلوب مواد توده‌ای نانوبلور استفاده شده است [4]. افزایش چگالی نابجایی‌ها، تشکیل دیواره‌های سلولی انباشته از نابجایی و تبدیل آن‌ها به مرزدانه‌های زاویه بزرگ، تغییراتی هستند که در این فرایند به وقوع می پیوندد [1]. از طرف دیگر، در سال‌های اخیر چند لایه‌های فلزی با توجه به خواص قابل توجه و منحصر به‌فرد مکانیکی، الکتریکی و خوردگی مورد توجه قرار گرفته‌اند. اخیراً برای نخستین بار تهیه‌ی این مواد مرکب به‌روش حدیده‌کاری در کانال زاویه‌دار هم‌سان (Equal Channel Angular Extrusion) یا ECAE به‌عنوان یکی از روش‌های متداول SPD [5-7] گزارش شده است [8]. در این فرایند، یک تغییر شکل برشی ساده در ماده حین عبور آن از دو کانال متقاطع با سطوح مقاطع یکسان در گذرهای مختلف به وجود می‌آید [9]. مسیر فرایند، زاویه‌ی درونی کانال‌های قالب و زاویه‌ی انحنای خارجی قالب، به‌عنوان عوامل فیزیکی مهم فرایند ECAE به‌حساب می‌آیند [10]. مطالعات میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) و مدل‌سازی به روش حجم محدود (FVM) نشان داده‌اند که فرایند ECAE توسط مسیر Bc (دوران متوالی ۹۰ درجه‌ای نمونه حول محور خود پس از هر مرحله تغییر شکل[11]) و با ۴ گذر تحت زاویه‌ی داخلی 90°، مناسب‌ترین حالت برای فرایند بوده و باعث تشکیل ساختار نانو بلور متساوی‌المحور می‌شود [10,12]. قالب‌های ECAE معمولاً با دو انحنای خارجی $\psi = 20^\circ$ و $\psi = 0^\circ$ (قالب تیز) ساخته می‌شوند، به گونه‌ای که در هر گذر کرنشی معادل ۱/۰۶ و ۱/۱۵ را در ماده ایجاد می‌کنند [13]. ریزدانگی (grain refinement) با تغییر شکل موم‌سان شدید (SPD) اساساً به‌دلیل تحوّل در مرزهای دانه‌ی فرعی (سلول‌های نابجایی) رخ می‌دهد [14]. اگر چه مدل‌های زیادی درباره‌ی تحولات چگالی نابجایی‌ها، ریزساختار و استحکام مواد در فرایند ECAE با قالب‌های تیز وجود دارند، امّا مدل‌سازی تغییرات ریزساختاری در این فرایند با استفاده از قالب‌های با انحنای خارجی به‌ندرت انجام شده است [15,16]. در این تحقیق، میدان سرعت جدیدی با استفاده از خطوط میدان جریان بر اساس روش Bezier [17]، به‌عنوان یک نوآوری پیشنهاد شده است. دلیل استفاده از این روش، فراگیر بودن آن در نرم افزارهای طراحی نظیر CAD/CAM، عدم بروز نوسانات رایج در چند جمله‌ای‌ها، و وارد کردن بسیاری از عوامل متغیّر در فرایند (نظیر ابعاد نمونه، انحنای قالب و...) بوده است. به‌این ترتیب، در این مقاله برای نخستین بار با استفاده از میدان سرعت پیشنهادی، میدان کرنش، ریزساختار و خواص مکانیکی لایه‌های مختلف از جنس ماده‌ی مرکب در فرایند ECAE طی گذرهای مختلف تغییر شکل پیش‌بینی شده است.

مدل‌سازی تغییر شکل در قالب ECAE

معادلات Bezier خطوط جریان. شکل(۱–الف) قالب ECAE با زاویه‌ی داخلی (ϕ) و زاویه‌ی انحنای خارجی (ψ) را نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، در تغییر شکل ماده‌ی مرکب سه لایه‌ای سطح مقطع نمونه پس از تغییر شکل ثابت می‌ماند. بنابراین، هندسه‌ی انحنای خارجی قالب باید به شکل کمانی از یک دایره باشد. این مستلزم آن است که معادله‌های خطوط جریان در سطح قالب از هندسه‌ی دایره تبعیت نمایند، در حالی‌که خطوط میدان در قسمت داخلی به‌صورت کمان‌هایی موازی با کمان‌های سطحی قرار گرفته‌اند. روش‌های متفاوتی برای تعیین معادله‌ی کمان دایره وجود دارند. امّا مسأله‌ی اصلی این است که پس از تعیین معادله‌های فوق‌الذکر، شرط ثابت بودن حجم بر روی کمان‌ها برقرار باشد. در این تحقیق، از روش مدل‌سازی هندسی Bezier بر این مبنا استفاده شده

است. معادله‌ی منحنی درجه سوم Bezier به شکل زیر است:

$$B(t) = (1-t)^3 P_1 + 3t(1-t)^2 Q_1 + 3t^2(1-t)Q_2 + t^3 P_2 \quad (۱)$$

در این معادله، P_1 نقطه‌ی آغاز منحنی، P_2 نقطه‌ی انحنای منحنی، و Q_1 و Q_2 نقطه‌های کنترل شیب و تقعّر منحنی هستند [17]. t نیز که بین صفر و یک تغییر می‌کند، پارامتری است که پیشروی نقطه‌ی R در طول منحنی خطوط جریان نظیر BE (شکل ۱- الف) را نشان می‌دهد. در شکل (۱- ب)، زاویه‌های η_1 و η_2 به‌ترتیب نشان‌گر زاویه‌ی نقطه‌های ابتدایی (P_1) و انتهایی (P_2) نسبت به جهت مثبت محور x می‌باشند. افزون بر این، نقطه‌های کنترلی Q_1 و Q_2 با توجه به شیب و تقعّر به‌کمک معادله‌های پارامتری دایره و مشتق اول و دوم آن‌ها محاسبه می‌شوند. به این ترتیب، معادله‌های این دسته از نقطه‌ها در حالت کلی به شکل زیر خواهند بود:

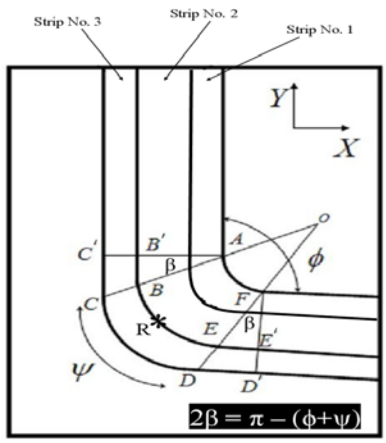
$$X_{P1} = C_X + r_i \mathrm{Cos}\eta_1$$
$$Y_{P1} = C_Y + r_i \mathrm{Sin}\eta_1$$
$$X_{P2} = C_X + r_i \mathrm{Cos}\eta_2$$
$$Y_{P2} = C_X + r_i \mathrm{Cos}\eta_2$$
$$X_{Q1} = C_X + r_i(\mathrm{Cos}\eta_1 - \alpha \mathrm{Sin}\eta_1)$$
$$Y_{Q1} = C_X + r_i(\mathrm{Sin}\eta_1 - \alpha \mathrm{COS}\eta_1)$$
$$X_{Q2} = C_X + r_i(\mathrm{Cos}\eta_2 - \alpha \mathrm{Sin}\eta_2)$$
$$Y_{Q2} = C_X + r_i(\mathrm{Sin}\eta_2 - \alpha \mathrm{COS}\eta_2) \quad (۲)$$

در معادله‌های ذکر شده، α و r_i از رابطه‌های زیر به‌دست می‌آیند:

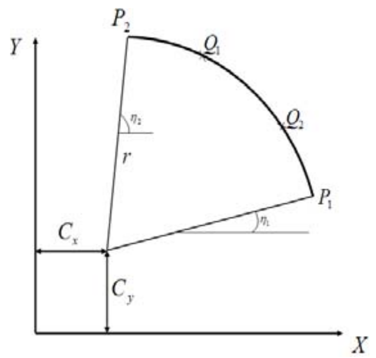
$$\alpha = \mathrm{Sin}(\eta_2 - \eta_1)\frac{\sqrt{4 + 3\tan^2(\frac{\eta_2 - \eta_1}{2})} - 1}{3} \quad (۳)$$

$$r_i = OA + u\frac{AC'}{\cos(C\hat{A}C')} = R + u\frac{l_0}{\cos(\beta)} \quad (۴)$$

u در رابطه‌ی (٤) پارامتری شبیه به t است که با تغییر آن بین صفر و یک، کل ناحیه‌ی تغییر شکل عمود بر خطوط جریان جارو می‌شود. پس از جای‌گزینی این نقطه‌ها در معادله‌ی (۱)، معادله‌های خطوط جریان ناحیه‌ی تغییرشکل به‌دست می‌آیند.



(الف)



(ب)

شکل ۱ (الف) نمایشی از کمان دایره که با استفاده از منحنی درجه سوم Bezier در مختصات کارتزین تحمین زده شده است، (ب) مدل تغییر شکل به‌کار رفته در تعیین سرعت مجاز

میدان سرعت مجاز سینماتیکی

یکی از مهم‌ترین شرایطی که میدان‌های سرعت تغییر شکل فلزات ملزم به پیروی از آن هستند، ثابت بودن حجم است. این شرط در حالت دوبعدی به‌صورت زیر است:

$$\dot{\varepsilon}_x + \dot{\varepsilon}_y = 0 \qquad (۵)$$

با این واقعیت که مؤلفه‌ی سرعت بر مسیر حرکت مماس است ($\frac{V_x}{X_t} = \frac{V_y}{Y_t}$). با استفاده از رابطه‌ی انتقال (٦) و به‌کمک رابطه‌ی (٥)، معادله‌های سرعت به‌شکل رابطه‌های (٧) نوشته می‌شوند:

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial V_x}{\partial x} & \frac{\partial V_x}{\partial y} \\ \frac{\partial V_y}{\partial x} & \frac{\partial V_y}{\partial y} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial V_x}{\partial u} & \frac{\partial V_x}{\partial t} \\ \frac{\partial V_y}{\partial u} & \frac{\partial V_y}{\partial t} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial X} & \frac{\partial u}{\partial Y} \\ \frac{\partial t}{\partial X} & \frac{\partial t}{\partial Y} \end{bmatrix} \qquad (۶)$$

$$C = \left(\frac{X_u . Y_t - Y_u . X_t}{Y_t} \right)_{t=0} . V_0$$

$$V_x = \frac{C.X_t}{X_u . Y_t - Y_u . X_t} \text{ و } M = V_y = \frac{C.Y_t}{X_u . Y_t - Y_u . X_t} \text{ و} \qquad (۷)$$

در این رابطه‌ها، از پانویس برای نمایش مشتق نسبت به آن مؤلفه استفاده شده است، V_0 سرعت سنبه می‌باشد. به این ترتیب، نرخ کرنش مؤثر ($\dot{\bar{\varepsilon}}_{eff}$) در مرکز هر لایه به‌همراه میزان نرخ کرنش برشی تعیین شده با توجه به ضریب تیلور ثابت (M) و میزان نرخ کرنش وُن میزز ($\dot{\bar{\varepsilon}}$) در انتهای ناحیه‌ی تغییرشکل به‌شرح زیر محاسبه می‌شوند:

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{eff} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij} . \dot{\varepsilon}_{ij}} \qquad (۸)$$

$$\dot{\gamma}_r = M \dot{\bar{\varepsilon}} \qquad (۹)$$

چگالی نابجایی‌ها

با توجه به شرایط فرایند مانند دما و میزان کرنش، مدل ETMB [18] مناسب‌ترین مدل برای فرایند ECAE در دمای محیط شناخته می‌شود. در این مدل، فرض بر این است که ماده از دو ناحیه‌ی درون سلول‌های نابجایی و دیواره‌ی آن‌ها تشکیل شده است. چگالی نابجایی در این دو ناحیه متغیرهای درونی مدل هستند که نوع کارسختی ماده را تعیین می‌کنند. تغییرات چگالی نابجایی درون سلول‌ها با استفاده از رابطه‌ی زیر به دست می‌آید:

$$\dot{\rho}_i = \frac{\alpha^* \dot{\gamma}_w \sqrt{\rho_w}}{\sqrt{3} b} - \frac{6 \beta^* \dot{\gamma}_i}{bd(1-f)^{1/3}} - R_i \dot{\gamma}_i \rho_i \left(\frac{\dot{\gamma}_i}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{-1}{n_i}} \qquad (۱۰)$$

در این رابطه، ρ_i و ρ_w به‌ترتیب چگالی نابجایی درون و در دیواره‌های سلولی، d اندازه و f کسر حجمی دیواره‌ها و b اندازه‌ی بردار برگرز است. α^*، β^*، $\dot{\gamma}_o$، n_i و R_i نیز به‌ترتیب کسر کل منابع فرانک–رید مؤثر، کسر نابجایی‌های انتقالی به دیواره‌های سلولی، نرخ کرنش برشی مبنا و ثابت بازیابی هستند. افزون بر این، پارامترهای $\dot{\gamma}_i$ و $\dot{\gamma}_w$ نرخ کرنش برشی درون و در دیواره‌های سلول نابجایی می‌باشند. با فرض سازگار بودن کرنش در امتداد فصل مشترک بین فازهای یاد شده، تساوی $\dot{\gamma}_i = \dot{\gamma}_w$ در نظر گرفته می‌شود [18]. تحولات چگالی نابجایی در دیواره‌های سلولی از رابطه‌ی زیر پیروی می‌کند:

$$\dot{\rho}_w = \frac{6 \beta^* \dot{\gamma}_i (1-f)^{2/3}}{bdf} + \frac{\sqrt{3} \beta^* \dot{\gamma}_i (1-f) \sqrt{\rho_w}}{fb} - R_w \dot{\gamma}_w \rho_w \left(\frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{-1}{n_w}} \qquad (۱۱)$$

که در آن، n_w و R_w پارامترهای مدل می‌باشند. در سمت راست معادله‌های (۱۰) و (۱۱)، عبارت‌های اول و دوم به کارسختی مربوط می‌شوند، ولی عبارت آخر بازیابی دینامیکی در ماده را نشان می‌دهند. می‌توان فرض کرد که درون سلول‌های نابجایی بازیابی دینامیکی با فرایند لغزش متقاطع کنترل می‌شود و در دیواره‌ها نیز فرایند صعود به وقوع می‌پیوندد [19,21]. کسر تحول در دیواره‌ی سلول‌های نابجایی پارامتر مهمی در این مدل می‌باشد، به طوری که با افزایش کرنش اعمالی تا حد اشباع کاهش یافته و مقدار عددی

آن بر حسب کسرحجمی اولیه و استاندارد دیواره‌های سلولی و نرخ تغییرات آن، Ω، با کرنش برشی، γ_r، از رابطه‌ی زیر محاسبه می‌شود:

$$\frac{f - f_\infty}{f_0 - f_\infty} = \exp\left(\frac{-\gamma_r}{\Omega}\right) \qquad (۱۲)$$

جدول ۱ مقادیر عددی پارامترها و ثابت‌ها برای لایه‌های آلومینیم و مس [18, 24,28]

پارامتر یا ثابت	Al	Cu
α^*	0.0024	0.0024
β^*	0.0054	0.0054
$\dot{\gamma}_0$ (S^{-1})	1	1
b (m)	2.86×10^{-10}	2.56×10^{-10}
(m^{-2}) ρ_{i_0}	10^{13}	10^{13}
(m^{-2}) ρ_{w_0}	10^{14}	10^{14}
R_i	11.5	1.7
R_w	6.9	3.1
n_i	67	67
n_w	4	4
K_i	13	15
K_∞	6.5	8.8
Γ	3.85	3.85
f	0.25	0.25
f_∞	0.06	0.06
Ω	2.11	1.31
M	3.06	3.06
α	0.25	0.25
μ (GPa)	26.1	42.1
(MPa) σ_0	35	25

قطر میانگین سلول‌های نابجایی، d، به‌طور غیر مستقیم و با استفاده از رابطه‌ی holts ($d = \frac{k}{\sqrt{\rho_{total}}}$) به چگالی کلی نابجایی‌ها ($\rho_{total} = f\rho_w + (1-f)\rho_c$) وابسته است [18-22]. از طرفی، پارامتر k ضریب اندازه‌ی سلولی است که با معادله‌ای شبیه به رابطه‌ی (۱۲) با افزایش کرنش بر حسب مقادیر اولیه، k_0، استاندارد، k_∞، و ثابت محاسباتی Γ تا حد اشباع کاهش می‌یابد [23,24]. در نهایت، تغییرات اندازه‌ی سلولی در فرایند ECAE با حل عددی معادله‌های سینتیکی فوق و با استفاده از روش اختلاف محدود (FDM) تعیین می‌شود. تمامی پارامترها و ثابت‌های مدل در جدول (۱) فهرست شده‌اند.

مواد و روش تحقیق

مواد به‌کار رفته در این تحقیق به شکل شمشال‌هایی از جنس آلومینیم AA1100 و مس خالص تجاری (OFHC) به طول ۷۰ و عرض ۱۴ میلی‌متر بودند که در دمای $^{\circ}C$ ۴۰۰ به‌مدت یک ساعت برای حذف اثرات کار سرد احتمالی در فرایند تولید، تاب‌کاری شدند. ضخامت لایه‌ی روکش آلومینیمی در سه لایه‌ی فلزی آلومینیم- مس- آلومینیم، ۵ میلی‌متر در نظر گرفته شد. در فرایند ECAE، از قالب‌هایی با سطح مقطع $۱۴\times۱۴ mm^2$، شعاع داخلی ۱ mm، زاویه‌ی داخلی $^{\circ}$۹۰ و زاویه‌های انحنای خارجی $^{\circ}$۲۰ و $^{\circ}$۰ استفاده شد. ساخت این قالب‌ها با طراحی دوتکه ضمن ساده کردن فرایند، امکان خروج سنبه در صورت گیر کردن آن درون قالب پس از عملیات ECAE را فراهم می‌آورد. در روش آماده‌سازی سطحی، مراحل چربی‌زدایی و برس‌کاری که روش‌هایی بهینه برای ماده‌ی دوفلزی آلومینیم- مس می‌باشد، انجام شدند. نمونه‌های ماده‌ی مرکب با قرارگیری یک لایه‌ی مس در میان دو لایه‌ی آلومینیم با به‌کارگیری بست نگه‌دارنده‌ی مناسب، تهیه شدند. فرایند حدیده‌کاری در کانال‌های زاویه‌دار هم‌سان در دمای محیط با استفاده از یک پرس ۱۰۰ تن و با سرعت پرس‌کاری ۲ mm/s به انجام رسید. از سولفید مولیبدن (MoS_2) به‌عنوان روان‌کار استفاده شد. نمونه‌ها با ۸ گذر تغییر شکل مطابق مسیر Bc، تحت عملیات ECAE قرار گرفتند. برای انجام بررسی‌های ریزساختاری، مقطع‌هایی از لایه‌های آلومینیم و مس از وسط صفحه‌ی سیلان بریده شدند. برای تعیین تنش تسلیم، آزمایش کشش تک‌محوری با استفاده از نمونه‌های کوچک (subsize)، مطابق با استاندارد ASTM E8، و نرخ کرنش اولیه‌ی ۲×۱۰^{-۳} s^{-1} در دستگاه Instron-5582 انجام شد. برای بررسی الگوی

پراش الکترون‌های برگشتی(EBSD)، سطح نمونه‌های آلـومینیمی درون محلـولی حـاوی + $900\ ml\ CH_3OH$ $100\ ml\ HClO_4$ الکتروپـولیش شـدند. تحلیـل EBSD بـه‌کمـک برنامـه‌ی TSL-OIM و بـا اسـتفاده از میکروسکپ الکترونی روبشـی (SEM) مـدل Philips XL30S با ولتاژ ١٥ kV و اندازه‌ی روبـش 0.05 µm و مساحت روبش ٢٠ µm × ٢٠ µm صـورت گرفـت. افزون بر این، نمونه‌های بسیار نازکی از آلومینیم و مس به قطر ٣ میلی‌متر برای مطالعات میکروسکپ الکترونی عبـوری (میکروسـکپ مـدل Philips FEG) بـا ولتـاژ ٢٠٠ kV، با اسـتفاده از محلـول ٢٠٪ پرکلریـک و ٨٠٪ متـانول در دمـای ٤٠ ºC- الکتروجـت‌پـولیش شـدند. برای تعیین اندازه‌ی سـلول‌هـای نابجـایی ایجـاد شـده به‌صورت دانه‌های فرعی در ریزساختار، از روش تقاطع خطی مطابق رابطه‌ی $\delta = \frac{L}{m.n}$ استفاده شد. در این رابطه، m بزرگ‌نمایی تصویر TEM، n تعـداد برخوردهـا و L محیط دایره یا مجموع طول خط‌های متعامد رسم شـده در ریزساختار هم محور یا کشیده می‌باشد.

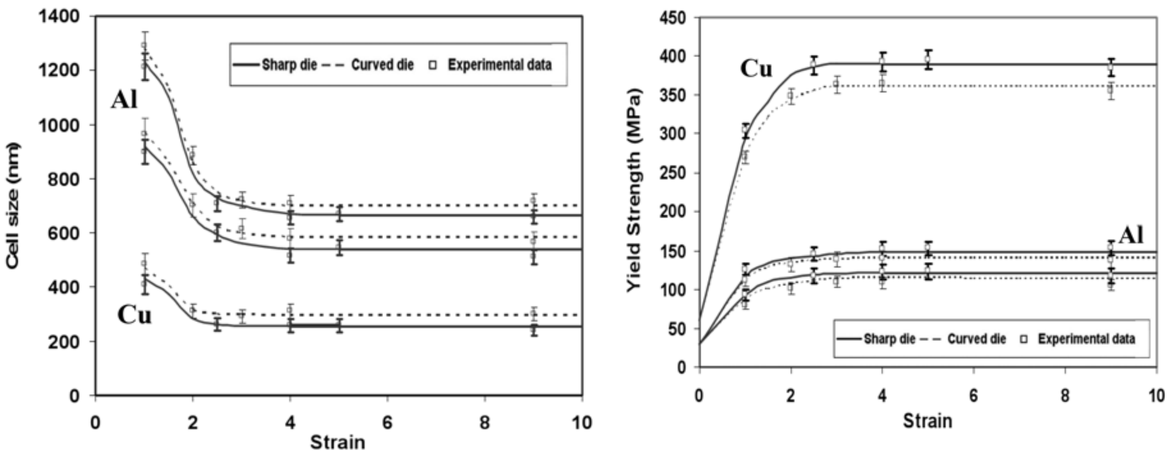
نتایج و بحث

چگالی کل نابجایی‌ها در لایه‌های آلومینیمی و مسـی را می‌توان برای قالب‌های مختلف با استفاده از مدل ارائـه شده پیش بینی کرد. به این ترتیب، استحکام ایـن مـواد از رابطه‌ی زیر به‌دست می‌آید:

$$\sigma = \sigma_o + M\alpha\mu b\sqrt{\rho_{total}} \qquad (١٣)$$

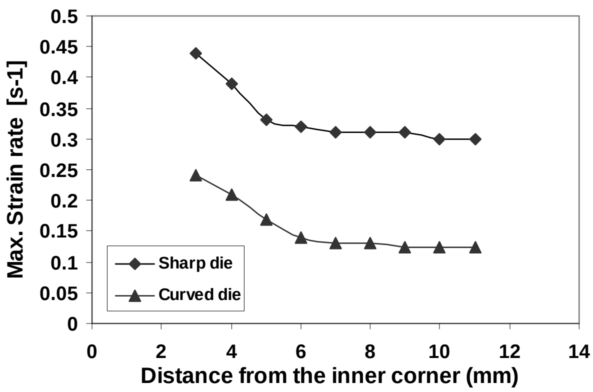
که در آن، σ_o تنش اصـطکاکی شـبکه در دمـای معین، µ مـدول برشـی و α ضـریب تیلُـر مربـوط بـه اندرکنش نابجایی‌ها می‌باشد. ضریب تیلر (M) برابر بـا ٣/٠٦ در نظر گرفته شد، زیرا شدت بافت بین گذرهای دوم تا هشتم فراینـد ECAE تغییـر چنـدانی نمـی‌کنـد [23]. با توجه به شکل(٢- الف)، افـزایش شـدیدی در تنش تسلیم لایه‌ی مسی در گذرهای ابتدایی فرایند رخ می‌دهد. این در حالی است که میزان افزایش اسـتحکام لایه‌ی آلومینیمی اندک اسـت. بـا ایـن‌حـال، اسـتحکام تسـلیم هـر دو لایـه در گـذرهای بعـدی تقریبـاً ثابـت می‌شود. این شرایط پایدار را می‌توان به نقش بازیابی و استحاله‌ی سلول‌های نابجایی به دانه‌ها مربـوط دانسـت [26]. همان‌طور که ملاحظه می‌شود استحکام تسلیم در قالب بدون انحنا بالاتر است. افزون بر ایـن، اسـتحکام تسلیم لایه‌ی آلومینیمی به‌خصوص در مجاورت انحنای خارجی قالب به‌مراتب کـم‌تـر از لایـه‌ی مسـی اسـت. کاهش میزان کارسختی در شکل (٢- الـف)، بـه دلیـل اشباع ساختاری نابجـایـی‌هـا اسـت کـه موجـب افـت کارسختی پـس از ٤ گـذر و بـروز پدیـده‌ی کـارنرمی (softening) شده است [29]. تغییرات میانگین اندازه‌ی سلول‌های نابجایی مربوط به لایه‌های مختلف آلـومینیم و مـس در قالـب‌هـای متفـاوت، در شـکل (٢- ب) آمده‌اند. همان‌طور کـه در ایـن شـکل دیـده مـی‌شـود، انـدازه‌ی سـلول‌هـای نابجـایـی در گـذرهای نخسـت به‌شدت کاهش یافته و این یک ساختار فوق ریز و نانو را منطبق با نتایج تجربی به‌دست می‌دهد. البته انـدازه‌ی سلول‌های نابجایی مربوط به قالب بدون انحنا بـه‌دلیـل بالاتر بودن چگالی نابجایی‌های تجمع یافته در این نوع قالب، کم‌تر است. افزون بر این، بر اسـاس پـیش بینـی مدل در یک محدوده‌ی ویژه‌ی کرنشی (٢-١)، تفـاوت میان اندازه‌ی سلول‌های نابجـایی در دو قالـب کـاهش می‌یابد. در واقع به‌علت نرخ بالاتر کـرنش در ناحیـه‌ی تغییـر شـکل در قالـب بـدون انحنـا [30]، چگـالی نابجایی‌ها سریع‌تـر افـزایش یافتـه و بنـابراین، نیـروی محرکه‌ی بیش‌تری برای بازیابی در کـرنش‌هـای اولیـه فراهم شـده و از انـدازه‌ی سـلول‌هـا بـه‌کنـدی کاسـته می‌شود. امّا با اعمال کرنش، چگالی نابجایی‌ها در قالب با انحنای خارجی برای بازیابی کافی نیسـت. بنـابراین، ریزدانگی کم‌تری در سلول‌های نابجـایی قالـب بـدون انحنـا رخ مـی‌دهـد، و ایـن منجـر بـه ایجـاد انـدازه‌ی سلول‌های تقریباً مشابهی در محدوده‌ی کرنشی یاد شده می‌شود. از طرف دیگر، با افزایش کـرنش در گـذرهای بالاتر، بازیابی به‌دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها در نرخ

کرنش بالاتری رخ می‌دهد، و این باعث تأخیر در ریزدانگی می‌شود. به این ترتیب، تفاوت اندازه‌ی دانه‌ی لایه‌ها در دو قالب افزایش می‌یابد. نکته‌ی قابل توجه این است که در یک کرنش خاص، اندازه‌ی سلول‌های نابجایی در لایه‌ی مسی به‌ویژه در مجاورت گوشه‌ی خارجی قالب کم‌تر از لایه‌ی آلومینیمی است. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول (۱)، میزان بالاتر ضریب بازیابی در آلومینیم با انرژی نقص چیده‌مان بالاتر بیان‌گر چگالی نابجایی کم‌تر در آن است. از طرفی، بزرگ‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌های فرعی در لایه‌ی آلومینیم نزدیک به انحنای خارجی را می‌توان به وجود غیریکنواختی در فرایند ECAE مربوط دانست [31,32]. میزان‌های نرخ کرنش بیشینه در فرایند با استفاده از قالب‌های انحنادار و بدون انحنای خارجی به‌صورت تابعی از موقعیت خطوط جریان، در شکل (۳) ارائه شده است. همان‌طور که در این شکل ملاحظه می‌شود، نرخ کرنش به سمت گوشه‌ی داخلی قالب رو به افزایش است. نتایج مشابهی در این ارتباط توسط Hasani و Toth گزارش شده است [33]. این پدیده در قالب با انحنای تیز واضح‌تر بوده و در منطقه‌ی باریک‌تری رخ می‌دهد.

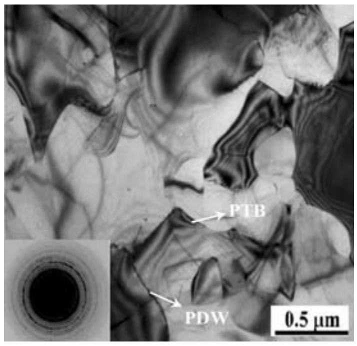


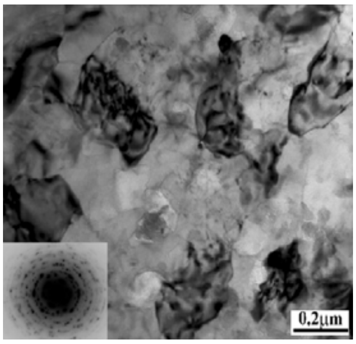
(ب) (الف)

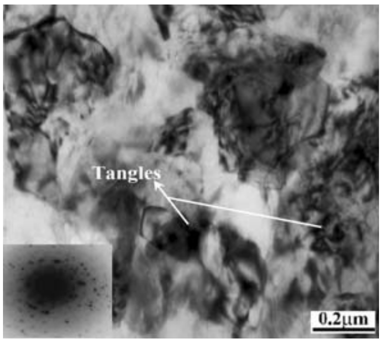
شکل ۲ تغییرات استحکام تسلیم (الف) و اندازه‌ی سلول‌های نابجایی (ب) تسمه‌های مختلف آلومینیم و مس بر حسب کرنش اعمالی در قالبهای متفاوت



شکل ۳ نرخ کرنش بیشینه بر حسب فاصله‌ی ورودی خطوط جریان از گوشه‌ی داخلی قالب ECAE







(الف) (ب) (ج)

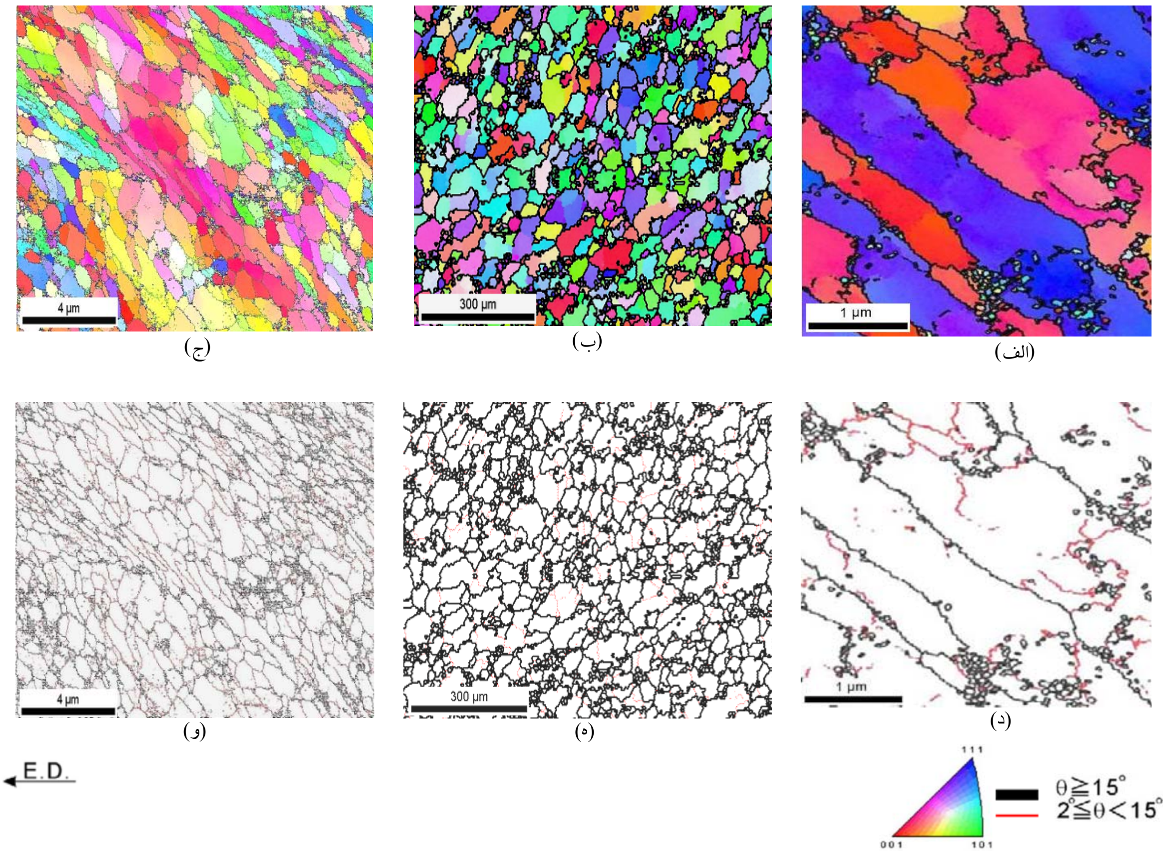
شکل ٤ تصویر میدان روشن به‌دست آمده از میکروسکپ الکترونی عبوری به‌همراه الگوی پراش انتخابی؛ (الف): لایه‌ی آلومینیم در مجاورت شعاع داخلی قالب بعد از دومین گذر فرایند ECAE در قالب بدون انحنا، (ب): لایه‌ی مسی در قالب بدون انحنا، و (ج): با انحنای خارجی.

در شکل(٤)، ریزساختار و الگوی پراش انتخابی (SAED) مربوط به تسمه‌های آلومینیمی و مسی پس از دومین گذر نشان داده شده است. تسمه‌ی آلومینیمی حدیده‌کاری شده در مجاورت شعاع داخلی قالب (شکل٤- الف)، از دانه‌های فوق‌ریز هم‌محور و مرز دانه‌های تیز تشکیل شده است. این ویژگی، مشخصه‌ی حالت غیر تعادلی با ساختار طوقی(fringe) به‌همراه پیدایش شبکه‌ی نابجایی‌های TLD است [35-34] که از تبدیل نابجایی‌های PDW (polygonized dislocation wall) با زاویه‌ی عدم تطابق کوچک‌تر از ۱° به نابجایی‌های PTB (partially transformed boundary) با زاویه‌ی عدم تطابق ۱° تا ٥° و در نهایت، تبدیل مرزهای زاویه کم به مرزهای زاویه بزرگ نتیجه شده است [36]. پدیده‌ی مهم دیگر، افزایش زاویه‌ی عدم تطابق ساختاری است که با ظهور حلقه‌های پیوسته‌ی ناشی از مرزهای لازم از نظر هندسی (GNBs)، دیواره‌های نابجایی پرتراکم (DDWs) و ساختار نوارهای ریز (MBs) همراه است [36]. در شکل (٤- ب) و در ریزساختار لایه‌ی مسی در قالب دارای انحنای خارجی، هنوز میزان‌های غیر قابل توجهی از ساختار نابجایی‌های کم انرژی (LEDS) متشکل از حالت سلولی و درهم‌رفتگی نابجایی‌ها (tangles) به‌چشم می‌خورند. زاویه‌ی عدم تطابق در این لایه نیز تا حدودی مربوط به مرزهای نابجایی‌های تصادفی (IDBs) است که به‌صورت نقطه‌ها و کمان‌های مجزا نشان داده شده‌اند. امّا در قالب بدون انحنا، از پیچیدگی شبکه‌ی نابجایی تا حدی کاسته شده و میزان گسترش الگوی پراش مربوط به آن به‌دلیل افزایش زاویه‌ی عدم تطابق، افزایش یافته است (شکل ٤- ج). نقشه‌های رنگی و مرزی مربوط به لایه‌های مختلف آلومینیمی بعد از گذرهای اول و چهارم، در شکل (٥) آمده است. در شکل (٥- الف) مشاهده می‌شود که بخش عمده‌ی ریزساختار لایه‌ی آلومینیم بالا یا در مجاورت شعاع داخلی قالب بعد از گذر نخست از دانه‌های عمدتاً کشیده به‌همراه تعداد اندکی دانه‌های هم محور تشکیل شده است که در زاویه‌ی کم‌تر از ٤٥° نسبت به راستای حدیده‌کاری قرار گرفته‌اند. از طرف دیگر، ریزساختار لایه‌ی قرار گرفته در مجاورت انحنای خارجی از نواحی با دانه‌های هم محوری تشکیل یافته است که تقریباً مشابه شرایط آنیل اولیه باقی مانده‌اند. (شکل٥- ب).

از طرفی یک بافت نسبتاً قوی در لایه بالایی ایجاد شده است. بافت موجود از جهت گیری نسبت به راستای <۱۰۰> و <۱۱۱> نشأت می‌گیرد که با رنگ قرمز در مثلث جهت یابی معکوس مرجع نشان داده شده است. ولیکن کیفیت بافت در لایه دیگر مشابه

نبوده و بصورت اتفاقی در دانه‌ها ملاحظه می‌شود. این شیب ساختاری و بافت در ماده‌ی مرکب لایه‌ای، غیر یکنواختی تغییر شکل را که در شکل (۳) پیش‌بینی شده است، تأیید می‌کند. افزون بر این، با توجه به نقشه‌های مرزی در شکل‌های (۵- د) و (۵-ه) می‌توان دریافت که میزان مرز دانه‌های زاویه بزرگ در لایه‌ی بالایی کم‌تر است. در این شکل‌ها، مرزهای با زاویه‌ی عدم تطابق بزرگ‌تر از °۱۵ با رنگ سیاه و مرزهای با زاویه‌ی عدم تطابق بین °۲ تا °۱۵ با رنگ قرمز نشان داده شده‌اند. نقشه‌های رنگی که بعد از چهار گذر ECAE به‌دست آمده‌اند نیز در شکل(۵- ج) نشان داده شده‌اند. همان‌طور که در این شکل ملاحظه می‌شود، ساختار دانه‌ها از تنوع رنگ بالایی برخوردار است، و این بیان‌گر پیدایش یک بافت ضعیف در آن است.

افزون بر این، دانه‌های کشیده‌ای که از گذر نخست حاصل شده‌اند، تقریباً به دانه‌های متساوی‌المحور ترمیم شده (restored) تبدیل شده‌اند. در تصویر شکل (۵- و)، که مربوط به پس از اعمال گذر چهارم است، دیده می‌شود که بسیاری از مرز دانه‌های زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ تبدیل شده‌اند. در واقع با افزایش تعداد گذرهای اعمالی، پدیده‌ی ریزدانگی با فعال شدن دستگاه‌های لغزش متفاوت رخ می‌دهد و در نتیجه، بافت حاصل با چرخش مرزهای فرعی و افزایش زاویه‌ی عدم تطابق سلول‌های نابجایی/ مرزهای فرعی و دانه‌ها، تضعیف می‌شود. این پدیده بروز تصادفی بافت را به‌دنبال دارد. بنابراین ضریب تیلر برای سهولت محاسبات در مدل، برابر با ۳/۰۶ در نظر گرفته می‌شود [23].



شکل ۵ نقشه‌های رنگی و مرزی مربوط به لایه‌ی آلومینیم بالایی بعد از گذر اول (الف و د)، بعد از گذر چهارم (ج و و)، و نقشه‌های مربوط به لایه‌ی آلومینیم پایینی بعد از گذر اول (ب و ه)

نتیجه‌گیری

۱- استحکام تسلیم در لایه‌های مختلف آلومینیم و مس بعد از گذر اول به‌شدت افزایش یافت و سپس به یک مقدار اشباع رسید. با این‌حال، استحکام تسلیم به‌دست آمده با استفاده از قالب بدون زاویه‌ی انحنای خارجی بالاتر بود.

۲- استحکام تسلیم لایه‌ی آلومینیم در مجاورت شعاع داخلی قالب به‌مراتب بالاتر از لایه‌ی آلومینیم در مجاورت انحنای خارجی آن به‌دست آمد. این تفاوت از دیدگاه کمّی به‌کمک تغییرات نرخ کرنش پیش‌بینی شده با مدل بیزیر (Bezier)، و به‌شکل کیفی به‌وسیله‌ی تحولات ریزساختاری و بافت موجود، مورد تأیید قرار گرفت.

۳- اندازه‌ی سلول‌های نابجایی به‌دست آمده با استفاده از قالب بدون انحنا از آنچه در قالب با انحنای خارجی °۲۰ به‌دست آمد، کوچک‌تر بود. این در حالی است که در محدوده‌ی کرنشی ۱ تا ۲، شدت این تفاوت به‌دلیل وقوع پدیده‌ی بازیابی دینامیکی اندک بود.

٤- اندازه‌ی سلول‌های نابجایی مربوط به لایه‌ی مسی در فرایند ECAE به‌دلیل ضریب بازیابی کم‌تر، از اندازه دانه‌ی لایه‌های آلومینیم، به خصوص در مجاورت انحنای خارجی، کم‌تر بود.

٥- بر اساس پیش‌بینی مدل، تغییرشکل در قالب بدون انحنا در ناحیه‌ی باریک‌تری و با نرخ کرنش بالاتر رخ می‌دهد، در حالی‌که تغییر شکل در قالب انحنادار در منطقه‌ی نسبتاً وسیع‌تری و با نرخ کرنش پایین‌تری اتفاق می‌افتد.

قدردانی

نویسندگان مقاله از صندوق پژوهش‌گران ریاست جمهوری و معاونت محترم پژوهشی دانشگاه صنعتی شریف به‌خاطر تأمین هزینه‌های پروژه و دستگاه‌های آزمایش، قدردانی می‌کنند. افزون بر این، از آقای مهندس نارویی به‌خاطر کمک‌های وی در انجام تحلیل‌های میدان سرعت، کمال تشکر به‌عمل می‌آید.

مراجع

1. Rajinikanth, V., Arora, G., Narasaiah, N., and Venkateswarlu, K.,"Effect of repetitive corrugation and straightening on Al and Al–0.25Sc alloy", *Mater. Lett*., 62, pp. 301–304, (2008).
2. Sivaraman, A., and Chakkingal, U., "Flow properties of commercial purity aluminum processed by equal channel angular pressing", *Mater. Sci. Eng. A*., 487, pp. 264–270, (2008).
3. Gubicza, J., Chinh, N. Q., Krallics, Gy., Schiller, I., and Ungar, T., "Microstructure of ultrafine-grained fcc metals produced by severe plastic deformation", *Curr. Appl. Phys*., 6, pp. 194–199 (2006).
4. El-Danaf, E. A., Soliman, M. S., Almajid, A. A., and El-Rayes, M. M., "Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum 1050 processed by ECAP", *Mater. Sci. Eng. A*., 458, pp. 226–234, (2007).
5. Shin, D. H., Kim, B. C., Kim, Y. S., and Park, K. T., "Microstructural evolution in a commercial low carbon steel by equal channel angular pressing", *Acta Mater*., 48, pp. 2247–2255, (2000).
6. Park, K. T., Myunga, S. H., Shin, D. H., and Lee, Ch. S., "Size and distribution of particles and voids pre-existing in equal channel angular pressed 5083 Al alloy: their effect on cavitation during low-

temperature superplastic deformation ", *Mater. Sci. Eng*. A., 371, pp. 178–186, (2004).

7. Xu, Ch., Furukawa, M., Horita, Z., and Langdon, T. G., "Using ECAP to achieve grain refinement, precipitate fragmentation and high strain rate superplasticity in a spray-cast aluminum alloy", *Acta Mater*., 51, pp. 6139–6149, (2003).
8. Liu, X. B., Chen, R. S., and Han, E. H., "Preliminary investigations on the Mg–Al–Zn/Al laminated composite fabricated by equal channel angular extrusion", *Jour. Mater. Process. Technol*., 209, pp. 4675–4681, (2009).
9. Chakkingal, U., Suriadi, A. B., and Thomson, P. F., "The development of microstructure and the influence of processing route during equal channel angular drawing of pure aluminum", *Mater. Sci. Eng. A*., 266, pp. 241–249, (1999).
10. Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., and Langdon, T. G., "The process of grain refinement in equal-channel angular pressing", *Acta Mater*., 46, pp. 3317–3331, (1998).
11. Infanta, J. M. G., Zhilyaev, A. P., Jimenez, C. M. C., Ruano, O. A., and Carreno, F.," Effect of the deformation path on the ductility of a hypoeutectic Al–Si casting alloy subjected to equal-channel angular pressing by routes A, B_A, B_C and C", *Scripta. Mater*., 58, pp. 138–141, (2008).
12. Kim, W. J., Namgung, J. C., and Kim, J. K., "Analysis of strain uniformity during multi-pressing in equal channel angular extrusion", *Scripta. Mater*., 53, pp. 293–298, (2005).
13. Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M., and Langdon, T. G., "Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials", *Scr. Mater*., 35, pp. 143–146, (1996).
14. Li, S., Gazder, A. A., Beyerlein, I. J., Davies, C. H. J., and Pereloma, E. V., "Microstructure and texture evolution during equal channel angular extrusion of interstitial-free steel: Effects of die angle and processing rout", *Acta Mater*. , 55, pp. 1017–1032, (2007).
15. Toth, L. S., Massion, R. A., Germain, L., Baik, S. C., and Suwas, S., "Analysis of texture evolution in equal channel angular extrusion of copper using a new flow field", *Acta Mater*., 52, pp. 1885–1898, (2004).
16. Massion, R. A., Toth, L. S., and Mathieu, J. P., "Modeling of deformation and texture development of copper in a 120° ECAE die", *Scripta. Mater*., 54, pp. 1667–1672, (2006).
17. Anand, V. B., "Computer Graphics and Geometric Modeling for Engineers", Wiley, New York, (1993).
18. Estrin, Y., Toth, L. S., Molinari, A., and Chet, Y. B., "A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation", *Acta Mater*., 46, pp. 5509–5522, (1998).
19. Zehetbauer, M. J., Stuwe, H. P., Vorhauer, A. , Schafler, E., and Kohout, J.," The Role of Hydrostatic Pressure in Severe Plastic Deformation", *Adv. Eng. Mater*., 5, pp. 330–337, (2003).
20. Zehetbauer, M. J., "Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals—II. Model fits and physical results", *Acta Metall. Mater*., 41, pp. 589–590, (1993).

21. Les, P., and Zehetbauer, M. J., ”Evolution of Microstructural Parameters in Large Strain Deformation: Description by Zehetbauer's Model“, Key Eng. Mater., 97, pp. 335–340, (1994).

22. Toth, L. S., Molinari, A., and Estrin, Y., “Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model“, *J. Eng. Mater*. Tech., 124, pp. 71–77, (2002).

23. Lapovok, R., Dalla Torre, F. H., Sandlin, J., Davies, C. H. J., Pereloma, E. V., Thomson, P. F., and Estrin, Y., ”Gradient plasticity constitutive model reflecting the ultrafine micro-structure scale: the case of severely deformed copper“, *J. Mech. Phys. Sol*., 53, pp. 729–747, (2005).

24. Estrin, Y., Molotnikov, A., Davies, C. H. J., and Lapovok, R., ”Strain gradient plasticity modelling of high-pressure torsion“, *J. Mech. Phys. Sol*. , 6, pp. 1186–1202, (2008).

25. Baik, S. C., Estrin, Y., Kim, H. S., and Hellmig, R. J.,” Dislocation density-based modeling of deformation behavior of aluminium under equal channel angular pressing“, *Mater. Sci. Eng*. A., 351, pp. 86–97, (2003).

26. McKenzie, P. W. J., Lapovok, R., and Estrin, Y., “The influence of back pressure on ECAP processed AA 6016: Modeling and experiment“, *Acta Mater*., 55, pp. 2985–2993, (2007).

27. Kocks, U. F., and Mecking, H., ”Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case“, *Prog. Mater. Sci*., 48, pp. 171–273, (2003).

28. Yang, F., Peng, L., and Okazaki, K., ”Microindentation of aluminum“, *Metall. Mater. Trans*. A., 35, pp. 3323–3328, (2004).

29. Lojkowski, W., ”On the spreading of grain boundary dislocations and its effect on grain boundary properties“, *Acta Metall. Mater*., 39(8), pp. 1891-99, (1991).

30. Khan, Z. A., Chakkingal, U., and Venugopal, P., ”Analysis of forming loads, microstructure development and mechanical property evolution during equal channel angular extrusion of a commercial grade aluminum alloy“, *J. Mater. Process. Technol*., 135, pp. 59-67, (2003).

31. Xu, S., Zhao, G., Ren, G., and Ma, X., ”Numerical simulation and experimental investigation of pure copper deformation behavior for equal channel angular pressing/extrusion proces“, *Comput. Mater. Sci*., 44, pp. 247-52, (2008).

32. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., “Recrystallization and related annealing phenomena“, *2nd ed., Elsevier*, (2004).

33. Wilsdorf, D. K., ”Deformation bands, the LEDS theory, and their importance in texture development: Part II. Theoretical conclusions“, *Metall. Mater. Trans*. A., 30, pp. 2391–401, (1999).

34. Nazarov, A. A., Romanov, A. E., and Valiev, R. Z., ”Incorporation model for the spreading of extrinsic grain boundary dislocations“, *Scripta Mater*., 24, pp. 1929-34, (1990).

35. Chang, C. P., Sun, P. L., and Kao, W., ”Deformation induced grain boundaries in commercially pure aluminium“, *Acta Mater*., 48, pp. 3377-85, (2000).

36. Hansen, N., Huang, X., and Hughes, D. A., ”Microstructural evolution and hardening parameters“, *Mater. Sci. Eng*. A., 317, pp. 3–11, (2001).